

Применение сплава В1469 вместо сплава 1201 позволяет снизить массу баковых сварных конструкций примерно на 10–12 % за счет снижения плотности материала и увеличения значений его предела текучести.

Выводы

1. Применение электронно-лучевой сварки для получения стыковых соединений высокопрочного алюминиевого сплава В1469 позволяет обеспечить прочность сварных соединений на уровне 0,55–0,60 прочности основного металла в термообработанном состоянии (закалка + искусственное старение).

2. Для металла сварных швов характерна мелкозернистая равноосная структура с размером зерна 5–10 мкм. В переходной зоне отсутствует сплошная сетка избыточных фаз. Такая структура является более благоприятной с точки зрения повышения стойкости против образования горячих трещин при сварке.

3. В металле шва и зоне сплавления сварного соединения сплава В1469 при ЭЛС наблюдается интенсивное перераспределение легирующих элементов (меди, серебра, магния и скандия). В металле шва вблизи линии сплавления наблюдается тонкий слой, содержащий 5,75–11,42 % меди.

Список литературы

1. Влияние серебра и марганца на характеристики ста-рения и микроструктуру Al–Cu–Li / H. Lanping, C. Kanghua, Z. Zigiao, H. Yongping. Metal Materials and Engineering. 2005. Vol. 34. № 8. P. 1322 – 1325.
2. Фридляндер И. Н. Алюминиевые сплавы в летательных аппаратах в периоды 1970–2000 и 2001–2015 гг. // Технология легких сплавов. 2002. № 4. С. 12 – 17.
3. Ищенко А. Я. Особенности применения алюминиевых высокопрочных сплавов для сварных конструкций // Автоматическая сварка. 2004. № 4. С. 16 – 26.
4. Алюминий-литиевые сплавы. Структура и свойства / И. Н. Фридляндер, К. В. Чуистов, А. Л. Березина, Н. И. Колобнев. Киев: Наукова думка, 1992. 192 с.
5. Влияние способа сварки на сопротивление разрушению соединений алюминиево-литиевых сплавов 1420 и 1460 / Т. М. Лабур, А. А. Бондарев, А. В. Лозовская и др. // Автоматическая сварка. 2001. № 7. С. 12 – 16.
6. Овчинников В. В., Егоров Р. В. Пористость швов при электронно-лучевой сварке алюминиевых сплавов, легированных литием // Вестник ИГОУ. 2006. Вып. 4. С. 92 – 96.

УДК 621.791.76:621.7.044.2

С. В. Кузьмин, д-р техн. наук,

В. И. Лысак, д-р техн. наук,

О. В. Строков, инж.,

В. И. Кузьмин, канд. техн. наук,

А. П. Пеев, канд. техн. наук

Волгоградский государственный технический университет

weld@vstu.ru



В. И. Лысак

ОСОБЕННОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТАЛЛА ОКОЛОШОВНОЙ ЗОНЫ ПРИ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ СТАЛЕАЛЮМИНИЕВОГО КОМПОЗИТА С ПОДСЛОЕМ ХРОМА

Представлены результаты исследования пластического деформирования металла околошовной зоны при сварке взрывом сталялюминиевого композита с предварительно нанесенным на сталь подслоем хрома. Показано влияние толщины подслоя хрома и скорости соударения на величину сдвиговой деформации металла в приконтактных областях сваренного взрывом композита Al+Cr+Ст3 и прочность соединения его слоев. Рассмотрены энергетические аспекты процесса формирования соединения на межслойных границах композита.

Ключевые слова: сварка взрывом, сталялюминиевый композит, пластическая деформация, околошовная зона.



Введение. Определяющим и объединяющим фактором получения равнопрочного соединения при всех способах сварки давлением (включая сварку взрывом) является величина и характер совместной упругопластической деформации приконтактных объемов свариваемых металлов [1 – 3]. Несмотря на появившиеся в последние годы публикации, направленные на изучение различных эффектов и явлений, протекающих при сварке взрывом [4 – 7], вопросам изучения закономерностей пластической деформации металла в процессе высокоскоростного соударения уделяется недостаточно внимания.

Быстротечность сварки взрывом затрудняет ее непосредственное исследование в процессе образования соединения, поэтому анализ основных закономерностей деформирования металла в околосшовной зоне (ОШЗ) проводится по характеру остаточных деформаций металла после завершения процесса [8 – 14]. Для определения остаточных сдвиговых деформаций g_{\max} в сваренных взрывом образцах применяют различные экспериментальные методы исследования с использованием координатных сеток [1], слоистых моделей [8 – 10], структуры ОШЗ металлов [12] и др. Большинство известных работ различных исследователей посвящено изучению остаточных сдвиговых деформаций сварки взрывом однородных пар металлов (сталь+сталь, Cu+Cu, Al+Al). Исследование g_{\max} при сварке взрывом разнородных металлов мало и зачастую они имеют отрывочный характер, попытки провести систематическое исследование данного вопроса можно проследить лишь в работах [13, 14]. Вместе с тем, данные исследования остаточных сдвиговых деформаций при сварке взрывом разнородных металлов с резко отличающимися физико-механическими свойствами с применением тонких разделительных диффузионных барьера, например, (сталь + подслой хрома) + алюминий¹ отсутствуют, в то время как такие композиты представляют значительный практический и научный интерес.

Цель работы – изучение основных закономерностей деформирования металла ОШЗ при сварке взрывом сталеалюминиевого композита с подслоем хрома, нанесенного гальваническим методом на поверхность стали.

Материалы и методы исследования. В качестве модельных материалов применяли пластины из алюминия А5 и стали Ст3 толщиной 4 и 10 мм соответственно. На поверхность стальной пластины электрохимическим методом наносили тонкий слой хрома различной толщины, которую контролировали электромагнитным толщиномером «Константа К5».

¹ Данный композит применяют в токоподводящих узлах электролизеров алюминия. Предварительно нанесенный гальваническим методом на поверхность стали тонкий подслой хрома препятствует диффузии между алюминием и железом при повышенных температурах и, в свою очередь, расширяет температурный диапазон эксплуатации таких узлов [15, 16].

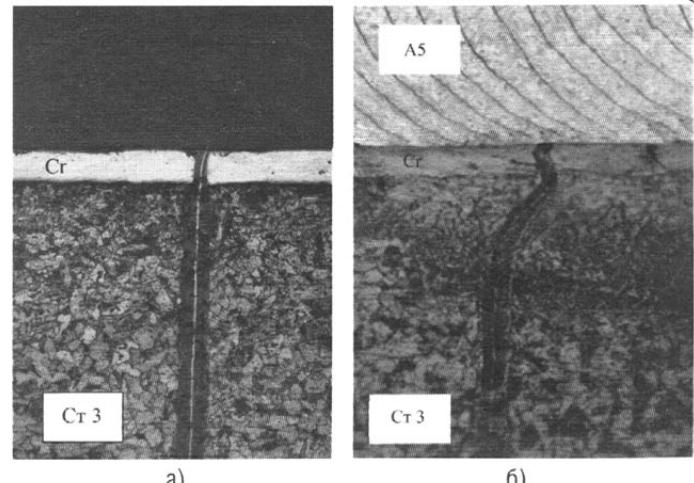


Рис. 1. Микрошлиф из хромированной стали с нанесенными реперными линиями (а) и приваренной взрывом алюминиевой слоистой моделью (б). $\times 200$

Для изучения закономерностей пластического деформирования металла ОШЗ при сварке взрывом сталеалюминиевого композита с подслоем хрома использовали метод слоистых модельных вставок [8] в метаемой алюминиевой пластине. Величину g_{\max} в стальной пластине с предварительно нанесенным на нее подслоем хрома оценивали с помощью метода реперных линий. Для этого на полированном торце микрошлифа из хромированной стали наносили поперечные риски (реперные линии) алмазной пирамидкой микротвердомера ПМТ-3 (рис. 1, а). После этого микрошлиф запрессовывали в предварительно выфрезерованное окно-колодец в стальной пластине, защищая полированную поверхность шлифа алюминиевой фольгой толщиной 10 мкм для предотвращения механических повреждений и попадания на нее пыли и грязи при запрессовке.

После сварки взрывом сталеалюминиевый композит с подслоем хрома извлекали из пластины, выполняли фотосъемку исследуемой поверхности образца с помощью микроскопа CarlZeissAxiovert 40 MAT (рис. 1, б), рассчитывали и строили эпюры максимальных сдвиговых деформаций g_{\max} в алюминии, стали и хромовой прослойке с помощью компьютерной программы EWD 1.0 [17].

В опытах изменяли толщину подслоя хрома (10 – 100 мкм) и скорость соударения v_c (200 – 650 м/с), скорость контакта v_k оставалась в каждой серии опытов неизменной (1800, 2000 и 2500 м/с).

Результаты и их обсуждение. Установлено, что степень сдвиговой пластической деформации g_{\max} в алюминии в непосредственной близости от границы раздела Al – Cr существенно зависит от скорости соударения (рис. 2, поверхность I), что вполне закономерно и не противоречит данным работ [1, 8, 11 – 13].

На величину g_{\max} в стали (вблизи линии раздела сталь–хром) влияет как скорость соударения, так и толщина

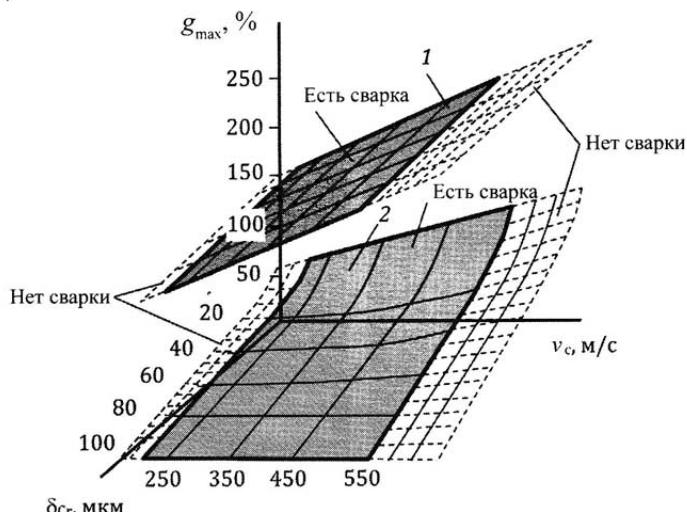
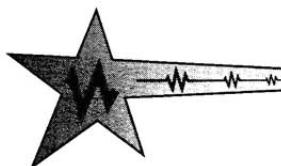


Рис. 2. Зависимость сдвиговой деформации g_{\max} в приконтактных слоях алюминия (1) и стали (2) от скорости соударения v_c и толщины подслоя хрома δ_{Cr}

подслоя хрома δ_{Cr} . Так, при толщине подслоя, равной 10 мкм, максимальные значения сдвиговой деформации в стали изменяются от около 50 % при v_c равной 200 м/с, до около 150 % при 550 м/с. Увеличение толщины подслоя приводит, с одной стороны, к уменьшению g_{\max} , реализуемых в стали, с другой – к нивелированию величин максимальных сдвигов при различных значениях v_c . При толщине подслоя хрома 100 мкм сдвиговые деформации в приповерхностных слоях стали практически не наблюдаются.

Подслой хрома при косом соударении в процессе сварки взрывом претерпевает два вида пластической деформации: сдвига вблизи контактных границ с алюминием и сталью и растяжения в макрообъеме, величину которой можно охарактеризовать смещением /реперной линии на прослойке из хрома по отношению к первоначальному положению (рис. 3) (по отношению к глубинным слоям стальной пластины, которые не деформируются). Здесь следует особо обратить внимание на тот факт, что в приконтактных участках хромового подслоя, прилегающих

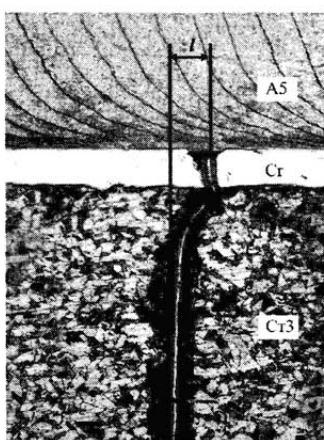


Рис. 3. Характерные деформационные картины в алюминии, хроме и стали



Рис. 4. Зависимость прочности $\sigma_{\text{отр}}$ соединения композита А5 + Cr + Ст3 (1) и максимальной сдвиговой деформации в стали g_{\max}^{cr} (2) от толщины подслоя хрома δ_{Cr} ($v_c = 300 \text{ м/с}; v_k = 2000 \text{ м/с}$):

I, II – разрушение по А5 и по границе Cr–Ст3 соответственно (границы с алюминием) не должно происходить, что требует дальнейшего изучения. Тем не менее, реализация совместной сдвиговой пластической деформации приконтактных объемов металлов (стали и хрома) способствует существенному повышению прочности их соединения. Подобное явление отмечали ранее авторы работ [1, 8], наблюдая схватывание тонких плотно прилегающих алюминиевых слоев модельного пакета при плакировании его монолитной алюминиевой пластиной. Очевидно, и в том, и в другом случае сдвиговая деформация способствует развитию активационных процессов на границе раздела металлов, инициирует образование активных центров и схватывание, т. е. образование прочных металлических связей.

Экспериментально установлено, что величина смещения /реперной линии, нанесенной на подслой хрома, зависит, при прочих равных условиях, от толщины последнего и изменяется (при $v_c = 300 \text{ м/с}, v_k = 2000 \text{ м/с}$) от 45 – 50 до 10 – 15 мкм при увеличении δ_{Cr} соответственно от 20 до 70 мкм. Вполне очевидно, что перемещение объемов малопластичного хрома в направлении распространения процесса сварки за счет тангенциальной составляющей скорости соударения вызывает пластическую деформацию приконтактных участков стали, в которых реализуется чистый сдвиг, количественно определяемый величиной g_{\max} , и способствует образованию при некоторых условиях ($g_{\max} > g_{\max}^{\text{kp}}$ [1, 8]) прочных металлических связей на границе хром – сталь.

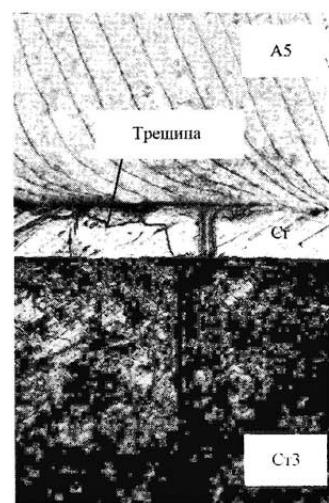


Рис. 5. Трещина в слое хрома ($v_c = 500 \text{ м/с}; v_k = 2000 \text{ м/с}$). $\times 200$

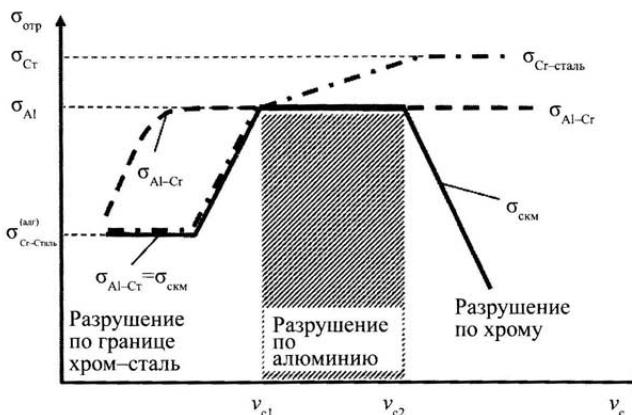


Рис. 6. Зависимость прочности соединения слоев $\sigma_{\text{опр}}$ в слоистом композите A5 + Cr + Ст3 от скорости соударения v_c алюминиевой пластины с хромированной сталью

При этом с увеличением толщины подслоя значение g_{\max} существенно снижается, а прочность соединения, начиная с величины δ_{cr} не менее 80 мкм, падает до уровня первоначальной адгезионной прочности сцепления хромового подслоя со сталью (разрушение при испытаниях на отрыв слоев происходит по границе сталь – хром) (рис. 4).

Подобная закономерность наблюдается и при других режимах сварки (при скорости соударения 250 – 450 м/с). Однако при меньших значениях v_c равнопрочности композита A5 + Cr + Ст3 достичь не удается ни при какой толщине подслоя хрома по причине недостаточного уровня сдвиговой деформации в приконтактных слоях стали вблизи ее границы с хромом. При v_c более 450 м/с прочность композиционного материала резко уменьшается вследствие чрезмерной деформации удлинения малопластичного хрома и образования в нем трещин (рис. 5).

В общем случае изменение прочности соединения слоев на отрыв в композиционном материале A5 + Cr + Ст3 (как и композита в целом) в зависимости от величины v_c показано на рис. 6.

С увеличением скорости соударения алюминиевой (металлической) пластины с хромированной стальной основой первоначально повышается прочность соединения на границе алюминий – хром (см. рис. 6, кривая $\sigma_{\text{Al-Cr}}$), и при некотором значении v_c достигает максимума σ_{Al} . Прочность всего композита $\sigma_{\text{сkm}}$ при этом еще невысока и лимитируется исходной адгезионной прочностью соединения подслоя хрома со стальной основой $\sigma_{\text{Cr-Cr}}$. Разрушение сваренного композита при испытании на отрыв слоев происходит по границе хром – сталь. По мере увеличения скорости соударения и, следовательно, максимальных сдвиговых деформаций приконтактных участков стального слоя (см. рис. 2, поверхность 2) прочность композиционного материала повышается, а начиная с величины, равной v_{c1} , он становится равнопрочным, т. е. при испытаниях разрушается по менее прочному слою (алюминию) при нормальных напряжениях, равных пределу прочности последнего.

При достижении некоторого предельного значения, равного v_{c2} , прочность композита (несмотря на увеличение прочности соединения хром – сталь, достигающей при некоторых условиях соударения прочности стали σ_{Cr}) резко падает из-за образующихся в подслое хрома трещин (см. рис. 5).

Весьма важным представляется вопрос перераспределения доли кинетической энергии металлической алюминиевой пластины, затрачиваемой на пластическую деформацию металла W_2 , между составляющими композита и его границами при различной толщине подслоя хрома. Для определения энергии или работы деформации объемов воспользуемся расчетно-графическим анализом экспериментально полученных эпюр $g_{\max} = f(y)$ (рис. 7) [14].

Зная характер распределения g_{\max} по толщине сваренных взрывом образцов, будем считать, что площадь, ограниченная эпюрией, пропорциональна работе деформации A_d . Элементарная работа деформации для элементарного объема металла dV [18]

$$dA_d = S_k g_{\max} dV, \quad (1)$$

где S_k – сопротивление материала деформированию, численно равное динамическому пределу текучести [19] ($S_k^{\text{Cr}} = 730$ МПа; $S_k^{\text{Al}} = 108$ МПа).

Учитывая, что в случае сварки взрывом имеет место двухосная сдвиговая пластическая деформация [1], выражение для определения удельной, т. е. отнесеной к единице площади сварного образца, элементарной работы деформации ($\text{Дж}/\text{м}^2$) слоя с ординатой y , правомерно записать как

$$dA_d(y) = S_k g_{\max}(y) dy, \quad (2)$$

где dy – толщина элементарного слоя металла ОШЗ соединения.

Полная работа деформации может быть получена интегрированием по y элементарных работ $dA_d(y)$:

$$A_d = S_k \int_0^{\delta} g_{\max}(y) dy, \quad (3)$$

где δ – толщина исследуемой пластины.

Принимая во внимание, что полная работа или энергия деформации равна сумме работ деформации элементов, на которые разбито тело, можно записать

$$W_2 = A_d = A_d^{\text{Al}} + A_d^{\text{Cr}} + A_d^{\text{Cm}}, \quad (4)$$

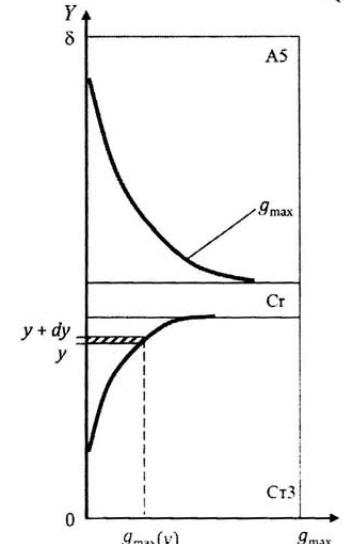


Рис. 7. Схема к расчетной оценке работы деформации (эпюра деформации хрома условно не показана)

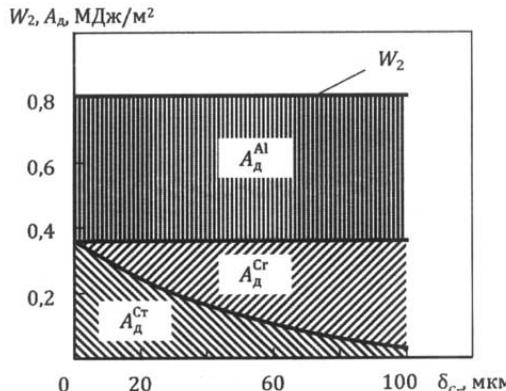
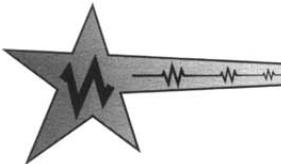


Рис. 8. Перераспределение энергии, затраченной на пластическую деформацию (работа деформации A_d) в трехслойном композите при изменении толщины подслоя хрома δ_{Cr} ($v_c = 300 \text{ м/с}; v_k = 2000 \text{ м/с}$)
где W_2 – доля кинетической энергии метаемой пластины, затрачиваемая на пластическую деформацию металла, определяемая параметрами соударения и массой свариваемых элементов [20]; A_d^{Al} , A_d^{Cr} и A_d^{Cm} – работа, затрачиваемая на пластическую деформацию алюминия, хрома и стали соответственно.

Учитывая, что толщина (масса) подслоя хрома ничтожно мала (в экспериментальных исследованиях δ_{Cr} составляла 0–100 мкм) по сравнению с массой алюминиевой и стальной пластин, величину W_2 можно считать постоянной для неизменных условий соударения (v_c и v_k) и не зависящей от толщины δ_{Cr} .

Экспериментально-расчетным путем установлено, что при сварке взрывом алюминия со сталью без подслоя хрома ($v_c = 350 \text{ м/с}; v_k = 2000 \text{ м/с}$) величина работы деформации в метаемой алюминиевой и неподвижной стальной пластинах составляет соответственно 0,43 и 0,37 МДж/м², т. е. полная работа деформации (0,8 МДж/м²) распределяется между ними примерно поровну (рис. 8). Следует отметить также, что экспериментальные значения работы деформации A_d близки к расчетным значениям энергии W_2 , равной 0,83 МДж/м².

С введением подслоя хрома общая картина распределения работы деформации существенно изменяется. Так, при δ_{Cr} , равной 30 мкм, часть энергии, затрачиваемой на пластическую деформацию алюминия, остается неизменной (около 0,43 МДж/м²), а в стали уменьшается почти вдвое, до величины около 0,2 МДж/м². Оставшаяся часть вводимой в систему энергии (около 0,17 МДж/м²) расходуется на деформацию удлинения хромового подслоя (в большей мере) и сдвиг его участков, прилегающих к алюминию и стали.

Увеличение толщины δ_{Cr} вызывает еще больший «отток» энергии от межслойной границы хром – сталь, которая затрачивается, в основном, на деформацию удлинения хрома, а прочность соединения металлов на этой границе снижается до исходной адгезионной.

Выводы

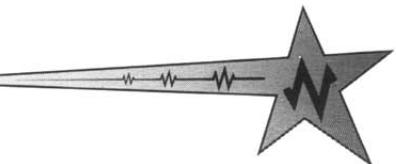
1. Выявленные особенности и закономерности пластической деформации металла ОШЗ при сварке взрывом сталь-

алюминиевого композита с подслоем хрома позволяет целенаправленно управлять его формированием и прогнозировать прочностные свойства.

2. Эффект значительного (более чем в 3 раза) повышения прочности между гальванически нанесенным тонким подслоем хрома и стальной основой за счет реализации в процессе сварки взрывом локализованной сдвиговой пластической деформации на границе хром–сталь и вызванным ею развитием активационных процессов с образованием активных центров может служить инструментом регулирования свойств подобных композитов, а также основой при разработке новых технологических процессов обработки металлов взрывом.

Список литературы

1. Лысак В. И., Кузьмин С. В. Сварка взрывом. М.: Машиностроение, 2005. 544 с.
2. Lysak V. I., Kuzmin S. V. Deformation-energy aspects and practical applications of explosion welding process // The Paton Welding Journal. 2008. № 11. P. 92 – 99.
3. Лысак В. И., Кузьмин С. В., Рыбин В. В. Критерии формирования сверхвысоких пластических деформаций в условиях косого соударения металлических тел при сварке взрывом // Вопросы материаловедения. 2008. № 1 (53). С. 83 – 92.
4. Explosive welding of aluminum to aluminum: analysis, computations and experiments / F. Grignon, D. Benson, K. S. Vecchio, M. A. Meyers // International Journal of Impact Engineering. 2004. Vol. 30. P. 1333 – 1351.
5. Akbari-Mousavi S. A. A., FarhadiSartangi P. Experimental investigation of explosive welding of cp-titanium / AISI 304 stainless steel // Materials and Design. 2009. Vol. 30. P. 459 – 468.
6. Akbari-Mousavi S. A. A., Barrett L. M., Al-Hassani S. T. S. Explosive welding of metal plates / Journal of materials processing technology. 2008. Vol. 202. P. 224 – 239.
7. Yan H. H., Li X. J. Strain rate distribution near welding interface for different collision angles in explosive welding // International Journal of Impact Engineering. 2008. Vol. 35. P. 3 – 9.
8. Новая методика исследования пластической деформации металла в околосшовной зоне свариваемых взрывом соединений / С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, Е. А. Чугунов, А. П. Пеев // Физика и химия обработки материалов. 2000. № 2. С. 54 – 60.
9. Пластическое течение металла в околосшовной зоне соединений, полученных сваркой взрывом на низкоинтенсивных режимах / С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, В. Г. Шморгун, В. Н. Корнеев // Сварка взрывом и свойства сварных соединений. Межвуз. сб. науч. тр. Волгоград: ВолгПИ, 1991. С. 39 – 46.
10. Седых В. С., Соннов А. П., Шморгун В. Г. Исследование характера течения металла при высокоскоростном плакировании взрывом на слоистых моделях // Сварка взрывом и свойства сварных соединений: Межвуз. сб. науч. тр. Волгоград: ВолгПИ, 1988. С. 82 – 90.



11. Шморгун В. Г. Исследование основных закономерностей процесса пластической деформации при сварке взрывом // Сварочное производство. 2000. № 3. С. 23 – 25.
12. Бондарь М. П., Оголихин В. М. О пластической деформации в зоне соединения при плакировании взрывом // Физика горения и взрыва. 1985. Т. 21. № 2. С. 147 – 157.
13. Особенности пластического деформирования металла околошовной зоны при сварке взрывом меди с алюминием / А. П. Пеев, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, Е. А. Чугунов // Физика и химия обработки материалов. 2003. № 1. С. 71 – 76.
14. Особенности пластической деформации металла околошовной зоны при сварке взрывом разнородных металлов / С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, В. В. Рыбин, А. П. Пеев // Известия ВолгГТУ. Сер. Сварка взрывом и свойства сварных соединений. 2010. Вып. 4. № 5. С. 4 – 11.
15. Исследование термостойкости композиционного сталеалюминиевого материала и пути ее повышения / В. И. Кузьмин, В. И. Лысак, О. В. Строков, В. В. Литвинов // Перспективные материалы. 2007. № 5. С. 78 – 81.
16. Исследование возможности повышения работоспособности сваренного взрывом сталялюминиевого композита / В. И. Кузьмин, В. И. Лысак, О. В. Строков, В. В. Литвинов // Известия ВолгГТУ. Сер. Сварка взрывом и свойства сварных соединений. 2006. Вып. 2. № 9. С. 64 – 70.
17. Автоматизация обработки экспериментальных данных при определении сдвиговых деформаций в свариваемых взрывом материалах / Е. А. Чугунов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак и др. // Сб. тр. межд. конф. "СКМ-98". Волгоград. 1998. С. 122 – 123.
18. Золотаревский В. С. Механические испытания и свойства металлов. М.: Металлургия, 1974. 302 с.
19. Гольке В. Физические исследования высокоскоростного деформирования металлов // Физика быстропротекающих процессов / Под ред. Н. А. Златина. М.: 1971. Т. 2. С. 69 – 100.



В. Я. Беленький

УДК 621.791.927

В. М. Язовских, д-р техн. наук,

В. Я. Беленький, д-р техн. наук

Пермский государственный технический университет

zuac@pstu.ru

ТЕПЛОВЫЕ ПРОЦЕССЫ ПРИ НАПЛАВКЕ СПЛОШНЫХ ЦИЛИНДРИЧЕСКИХ ТЕЛ

Приведены результаты расчетов тепловых процессов при наплавке по образующей, кольцевой и винтовой траекториям на основе решения уравнения теплопроводности для сплошного бесконечного цилиндра с граничными условиями второго рода методом функций Грина. Все расчеты проведены в пакете Mathcad. Построены графики распределения температуры в наплавляемой заготовке. Показано, что предлагаемая модель позволяет подробно исследовать распределение температурных полей в сплошном бесконечном цилиндре.

Ключевые слова: тепловые процессы, температурное поле, наплавка.

Введение. Сварочные процессы относятся к высокотемпературным технологическим процессам, при которых нагрев и охлаждение свариваемых изделий могут привести к значительным изменениям свойств и состояния материала и оказывать влияние на качество всей конструкции в целом. Значительная часть математической модели (ММ) построена на основе общей теории теплопроводности.

В настоящей работе предлагается ММ процесса наплавки сплошного бесконечного цилиндра, полученная при решении дифференциального уравнения теплопроводности в цилиндрических координатах со сварочным источником теплоты с

использованием метода функций Грина.

Наиболее значительной работой в этом направлении является монография [1]. Но в этой работе большая часть решений использует безразмерные параметры, что не всегда удобно. Кроме того, для большей части инженерных задач предлагаются использовать известное решение для полубесконечного тела в декартовой системе координат, что не всегда обеспечивает необходимую точность.

Физико-математическая модель. Решение дифференциального уравнения теплопроводности методом функций Грина имеет вид